

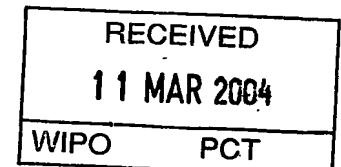
日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

26. 1. 2004

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出願年月日
Date of Application: 2003年10月17日



出願番号
Application Number: 特願2003-357280

[ST. 10/C]: [JP2003-357280]

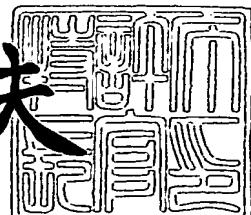
出願人
Applicant(s): 新日本製鐵株式会社

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 2月27日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



【書類名】 特許願
【整理番号】 PG151017-2
【提出日】 平成15年10月17日
【あて先】 特許庁長官 今井 康夫 殿
【国際特許分類】 C22C 38/00
【発明者】
 【住所又は居所】 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
 【氏名】 岡本 力
【発明者】
 【住所又は居所】 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
 【氏名】 谷口 裕一
【発明者】
 【住所又は居所】 愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内
 【氏名】 福田 修史
【特許出願人】
 【識別番号】 000006655
 【氏名又は名称】 新日本製鐵株式会社
【代理人】
 【識別番号】 100078101
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 編貫 達雄
【選任した代理人】
 【識別番号】 100059096
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 名嶋 明郎
【選任した代理人】
 【識別番号】 100085523
 【弁理士】
 【氏名又は名称】 山本 文夫
【手数料の表示】
 【予納台帳番号】 038955
 【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
 【物件名】 特許請求の範囲 1
 【物件名】 明細書 1
 【物件名】 図面 1
 【物件名】 要約書 1

【書類名】特許請求の範囲

【請求項1】

質量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 1.5%以下、
 Al : 1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、3.5%以下、
 P : 0.2%以下、
 S : 0.0005%以上、0.009%以下、
 N : 0.009%以下、
 Mg : 0.0006%以上、0.01%以下、
 O : 0.005%以下、

および

Ti : 0.01%以上、0.20%以下、
 Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の3つの式の全てを満たすことを特徴とした鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[Mg\%] \geq ([O\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots \quad (1)$$

$$[S\%] \leq ([Mg\%] / 24 - [O\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots \quad (2)$$

$$[S\%] \leq 0.0075 / [Mn\%] \quad \dots \quad (3)$$

【請求項2】

請求項1の鋼において更に、MgOとMgSと(Nb、Ti)Nの複合析出物のうち、そのサイズが0.05μm以上、3.0μm以下の析出物が1平方mmあたり5.0×10²個以上、1.0×10⁷個以下含む、鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項3】

質量%で更に、Al、Siの関係が式(4)を満たす請求項1又は請求項2に記載の鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[Si\%] + 2.2 \times [Al\%] \geq 0.35 \quad \dots \quad (4)$$

【請求項4】

請求項1又は請求項2又は請求項3の鋼において更に、Ti、C、Mn、Nbがそれぞれ式(5)、(6)、(7)を満たす、

$$0.9 \leq 48 / 12 \times C / Ti < 1.7 \quad \dots \quad (5)$$

$$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860 \quad \dots \quad (6)$$

$$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465 \quad \dots \quad (7)$$

鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項5】

質量%で更に、Ca、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、0.01%以下含有する請求項1から請求項4に記載の鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項6】

質量%で更に、

Cu : 0.04%以上、0.4%以下、
 Ni : 0.02%以上、0.3%以下、
 Mo : 0.02%以上、0.5%以下、
 V : 0.02%以上、0.1%以下、
 Cr : 0.02%以上、1.0%以下、

B : 0.0003%以上、0.0010%以下、
の1種または2種以上を含有する請求項1から請求項5に記載の鋼組織がペイナイト相を
主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【書類名】明細書

【発明の名称】穴拡げ性と延性に優れた高強度薄鋼板

【技術分野】

【0001】

本発明は、主としてプレス加工される自動車用鋼板を対象とし、6.0mm程度以下の板厚で、980N/mm²以上の引張強度を有し、穴拡げ性と延性に優れた高強度熱延鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、自動車の燃費改善対策としての車体軽量化、部品の一体成形によるコストダウンのニーズが強まり、プレス成形性に優れた熱延高強度鋼板の開発が進められてきた。従来、加工用熱延鋼板としてはフェライト・マルテンサイト組織からなるDual Phase鋼板が知られている。Dual Phase鋼板は、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相の複合組織で構成されており、著しく硬度の異なる両相の界面からポイドが発生して割れを生じるため穴拡げ性に劣る問題があり、足廻り部品等の高い穴拡げ性が要求される用途には不向きであった。これに対し、特開平4-88125号公報、特開平3-180426号公報ではペイナイトを主体とした組織により穴拡げ性の優れた熱延鋼板の製造方法が提案されているが、この鋼板は伸び特性に劣ることから適用部品に制約があった。

【0003】

穴拡げ性と延性を両立する技術として特開平6-293910号公報、特開2002-180188号公報、特開2002-180189号公報、特開2002-180190号公報ではフェライト+ペイナイトの混合組織による鋼板が提案されているが、自動車のさらなる軽量化指向、部品の複雑化等を背景に更に高い穴拡げ性が求められ上記技術では対応しきれない高度な加工性、高強度化が要求されている。

【0004】

また、本発明者らは特開2001-342543号公報、特開2002-20838号公報にて、伸びの劣化を伴わず、穴拡げ性の向上の手段として打抜き穴のクラックの状態が重要であることを見出し、(Ti, Nb)Nの微細化により打抜き穴の断面に微細均一なポイドを生成させることで穴拡げ加工時の応力の集中を緩和しすることで穴拡げ性を向上させうることを見出した。そして、この(Ti, Nb)Nの微細化の手段としてMg系の酸化物の利用を提案した。しかしながら、この発明では酸化物のみを制御しているが、酸素の制御は自由度が少なく、脱酸後の限られたフリー酸素を利用するため総量が少なく、所定の分散状態を得ることが難しく十分な効果を得ることが困難であった。

【特許文献1】特開平4-88125号公報

【特許文献2】特開平3-180426号公報

【特許文献3】特開平6-293910号公報

【特許文献4】特開2002-180188号公報

【特許文献5】特開2002-180189号公報

【特許文献6】特開2002-180190号公報

【特許文献7】特開2001-342543号公報

【特許文献8】特開2002-20838号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0005】

本発明は上記した従来の問題点を解決するためになされたものであって、980N/m²クラス以上の薄鋼板に関するもので、優れた穴拡げ性と延性を両立した高強度薄鋼板を提供しようとするものである。

【課題を解決するための手段】

【0006】

本発明者らは、打抜き穴の断面に微細均一なボイドを生成させることで穴抜け加工時の応力の集中を緩和することで穴抜け性を向上させるため、(Ti, Nb)Nの微細化の手法について種々実験、検討を重ねた結果、従来、硫化物は穴抜け性の劣化を引き起こすといわれているが、Mg系の硫化物は、高温で析出するものは(Ti, Nb)N析出物の生成核としての作用し、低温で析出するものは(Ti, Nb)Nとの競合析出により(Ti, Nb)Nの成長の抑制作用があり、TiN微細化による穴抜け性の向上に寄与することを見出した。そして、従来のMn系硫化物の析出を回避し、Mg系の硫化物で上記の作用を得るためににはO、MgとMnとSの添加バランスのある条件に入れることが必要であり、これにより、Mg系酸化物単独の利用に比べて、より微細な(Ti, Nb)Nの均一微細化が容易に達成できることを見出すことでこの発明をなすに至ったのである。

【0007】

(1) 質量%にて

C : 0.01%以上、0.20%以下、
 Si : 1.5%以下、
 Al : 1.5%以下、
 Mn : 0.5%以上、3.5%以下、
 P : 0.2%以下、
 S : 0.0005%以上、0.009%以下、
 N : 0.009%以下、
 Mg : 0.0006%以上、0.01%以下、
 O : 0.005%以下、

および

Ti : 0.01%以上、0.20%以下、
 Nb : 0.01%以上、0.10%以下、

の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、下記の3つの式の全てを満たすことを特徴とした鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[Mg\%] \geq ([O\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots \quad (1)$$

$$[S\%] \leq ([Mg\%] / 24 - [O\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots \quad (2)$$

$$[S\%] \leq 0.0075 / [Mn\%] \quad \dots \quad (3)$$

【0008】

(2) (1)の鋼において更に、MgOとMgSと(Nb, Ti)Nの複合析出物のうち、そのサイズが0.05μm以上、3.0μm以下の析出物が1平方mmあたり5.0×10²個以上、1.0×10⁷個以下含む、鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【0009】

(3) 質量%で更に、Al、Siの関係が式(4)を満たす(1)又は(2)に記載の鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[Si\%] + 2.2 \times [Al\%] \geq 0.35 \quad \dots \quad (4)$$

【0010】

(4) (1)又は(2)又は(3)の鋼において更に、Ti、C、Mn、Nbがそれぞれ式(5)、(6)、(7)を満たす、

$$0.9 \leq 48 / 12 \times C / Ti < 1.7 \quad \dots \quad (5)$$

$$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860 \quad \dots \quad (6)$$

$$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465 \quad \dots \quad (7)$$

鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【0011】

(5) 質量%で更に、Ca、Zr、REMの1種または2種以上を0.0005%以上、

0.01%以下含有する(1)から(4)に記載の鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【0012】

(6) 質量%で更に、

Cu: 0.04%以上、0.4%以下、
Ni: 0.02%以上、0.3%以下、
Mo: 0.02%以上、0.5%以下、
V: 0.02%以上、0.1%以下、
Cr: 0.02%以上、1.0%以下、
B: 0.0003%以上、0.0010%以下、

の1種または2種以上を含有する(1)から(5)に記載の鋼組織がベイナイト相を主体とした強度が980N/mm²超の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

【発明の効果】

【0013】

本発明によれば強度レベルが980N/mm²クラス以上で、従来にない伸びー延性バランスを有した熱延高強度鋼板を供給できるようになったもので、産業上極めて有用なものである。

【発明を実施するための最良の形態】

【0014】

本発明は穴抜け性の改善に対して打抜き穴の端面性状に着眼したもので、O、Mg、Mn、Sの添加バランスを調整し、Mg系の酸化物、硫化物を均一微細析出させ、打抜き時の粗大クラック発生を抑制し、端面性状を均一化することで穴抜け性を改善させるものである。以下に本発明の個々の構成要件について詳細に説明する。

まず、本発明の成分の限定理由について述べる。

【0015】

Cは、鋼の加工性に影響を及ぼす元素であり、含有量が多くなると、加工性は劣化する。特に0.20%を超えると穴抜け性に有害な炭化物(パーライト、セメンタイト)が生成するので、0.20%以下とする。但し、特に高い穴抜け性が要求される場合、0.1%以下とすることが望ましい。また、強度確保の面で0.01%以上は必要である。

【0016】

Siは、有害な炭化物の生成を抑えフェライト分率を増加させ伸びを向上するために有効な元素であり、固溶強化により材料強度確保のためにも有効な元素であるため添加することが望ましいが、添加量が増加すると化成処理性が低下するほか、点溶接性も劣化するため1.5%を上限とする。

【0017】

A1はSiと同様、有害な炭化物の生成を抑えフェライト分率を増加させ伸びを向上するために有効な元素である。特に、延性と化成処理性を両立するために必要な元素である。A1は、従来より脱酸に必要な元素であり、通常0.01~0.07%程度添加してきた。本発明者らは、鋭意研究を重ねた結果、低Si系においてもA1を多量に添加することにより延性を劣化させること無く、化成処理性を改善できることを見出した。しかし、添加量が増加すると延性向上の効果は飽和してしまうばかりか、化成処理性が低下するほか、点溶接性も劣化するため1.5%を上限し、特に化成処理の厳しい条件では、1.0%を上限とすることが望ましい。

【0018】

Mnは、強度確保に必要な元素であり、最低0.50%の添加が必要である。焼き入れ性を確保し安定した強度を得るために2.0%超の添加が望ましい。しかし、多量に添加するとミクロ偏析、マクロ偏析が起こりやすくなり、これらは穴抜け性を劣化させる。これより3.50%を上限とする。

【0019】

Pは鋼板の強度を上げる元素であり、Cuと同時添加により耐腐食性を向上する元素で

あるが、添加量が高いと溶接性、加工性、韌性の劣化を引き起こす元素である。これより0.2%以下とする。特に耐食性が問題とならない場合、加工性を重視して0.03%以下が望ましい。

【0020】

Sは本発明における最も重要な添加元素の一つである。SはMgと結合して硫化物を生成し、(Ti、Nb)Nの核となり、また(Ti、Nb)Nの成長を抑制することにより、これらの微細化に寄与し、穴抜け性の飛躍的な向上をもたらすと考えられる。この効果を得るためにには0.0005%以上の添加が必要であり、0.001%以上の添加が望ましい。但し、過剰の添加はMn系の硫化物を形成し、逆に穴抜け性を劣化させるため0.009%以下が望ましい。

【0021】

Nは、(Ti、Nb)Nの生成に寄与するため加工性を確保するためには少ない方が良い。0.009%を越えると粗大なTiNが発生し加工性が劣化するので0.009%以下とする。

【0022】

Mgは、本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgはこの添加により、酸素と結合して酸化物を、Sと結合して硫化物を形成する。このとき生成されるMg系酸化物、Mg系硫化物はMgを添加しない従来の鋼に比べ、個々の析出物のサイズが小さく、均一に分散した分布状態となる。鋼中に微細に分散したこれらの析出物は、(Ti、Nb)Nの微細分散に寄与し、穴抜け性の向上に効果があると考えられる。ただし、0.0006%未満ではその効果が不十分であり、0.0006以上の添加が必要である。その効果を十分に得るためにには0.0015%以上の添加が望ましい。一方で0.01%超の添加は添加量に対する改善度が飽和するばかりでなく、逆に鋼の清浄度を劣化させ、穴抜け性、延性を劣化させるため上限を0.01%とする。

【0023】

Oは本発明における最も重要な添加元素の一つである。Mgと結合して酸化物を形成し、穴抜け性の向上に寄与する。しかしながら、過剰の添加は鋼の清浄度を劣化させ伸びの劣化を引き起こすため0.005%を上限とすることが望ましい。

【0024】

Ti、Nbは本発明における最も重要な添加元素の一つである。Ti、Nbは炭化物を形成し強度の増加に有効であり、硬度の均一化に寄与して穴抜け性を改善する。また、Mg系の酸化物、硫化物を核に微細均一に窒化物を形成し、これが、打抜き時に微細ポイドを形成し、応力集中を抑制することで粗大クラックの発生を抑制する効果があると考えられ、穴抜け性の飛躍的な向上をもたらすと考えられる。これらの結果を有効に發揮するためにはNb、Tiともに少なくとも0.01%の添加が必要である。しかし、これらの添加が過度になると析出強化により延性が劣化するため、上限としてTiは0.20%以下、Nbは0.10%以下とする。これらの元素は単独で添加しても効果があり、複合添加しても効果がある。

【0025】

Ca、Zr、REMは硫化物系の介在物の形状制御し、穴抜け性の向上に有効である。これを有効に發揮させるためには少なくとも1種類または2種以上を0.0005%以上添加する必要がある。一方、多量の添加は逆に鋼の清浄度を悪化させるため穴抜け性、延性を損なう。これより上限を0.01%とする。

【0026】

CuはPとの複合添加により耐腐食性を向上する元素である。この作用を得るためにには0.04%以上添加することが望ましい。但し、多量の添加は焼き入れ性を増加させ延性が低下するため、上限を0.4%とする。

【0027】

NiはCuを添加したときの熱間割れを抑制するために必須元素である。この効果を得るためにには0.02%以上添加することが望ましい。但し、多量の添加はCu同様、焼き

入れ性を増加させ延性が低下するため、上限を0.3%とする。

【0028】

M_oはセメントタイトの生成を抑制し、穴抜け性を向上させるのに有効な元素であり、この効果を得るためにには、0.02%以上の添加が必要である。但し、M_oも焼き入れ性を高める元素であるため過剰の添加では延性が低下するため、上限を0.5%とする。

【0029】

Vは炭化物を形成し強度確保に寄与する。この効果を得るためにには0.02%以上の添加が必要である、但し、多量の添加は伸びの低減させ、コストも高いため、上限を0.1%とする。

【0030】

C_rもVと同様、炭化物を形成し強度確保に寄与する。この効果を得るためにには0.02%以上の添加が必要である。但し、C_rは焼き入れ性を高める元素であるため、多量の添加により伸びの低減させる。そこで、上限を1.0%とする。

【0031】

Bは粒界を強め超ハイテンで課題となる2次加工割れの改善に有効な元素である。この効果を得るためにには0.0003%以上の添加が必要である。但し、Bも焼き入れ性を高める元素であるため、多量の添加により延性が低下するため、上限を0.001%とする。

【0032】

本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究した結果、O、MgとMnとSの添加バランスがある条件に入れることで、Mg系の酸化物、硫化物を利用してTiNを微細分散させることができることを見出した。即ち、Mg酸化物を十分に析出させること、Mn系の硫化物の析出を抑制しつつ、Mg系硫化物の析出温度を制御し、先述の核としての作用、成長抑制の作用を利用することが可能となる。このために以下の3つの関係式を導き出した。以下に説明する。

【0033】

本発明ではMg系の酸化物に加えMg系の硫化物を利用するため、MgはO以上の添加が必要である。但し、OはAlなど他の元素とも酸化物を形成しているため、発明者らが鋭意検討した結果、Mgと結合する有効Oは分析量の8割であり、これ以上のMg添加が穴抜け性の向上に作用する十分な硫化物を形成するために必要であり、Mg添加量は(1)式を満たす必要がある。一方で、Mg系の硫化物形成において、Sは必須元素であるが、S添加量が高くなると、SはMn系の硫化物となり、この析出量が少量であればMg系硫化物との複合で存在し穴抜け性の劣化には影響しないが、多量に析出する条件では、詳細は明らかではないが単独析出またはMg系硫化物の析出物の特性に影響を及ぼし穴抜け性を劣化させる。このため、S添加量は、Mg、有効O量に対して(2)式を満たす必要がある。更に、Mn、Sともに高い条件では、高温でのMn系硫化物が析出するため、Mg系の硫化物の生成を抑制し、十分な穴抜け性の向上が得られなくなるため、Mn、Sは(3)式を満たす必要がある。

$$[\text{Mg\%}] \geq ([\text{O\%}] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots \quad (1)$$

$$[\text{S\%}] \leq ([\text{Mg\%}] / 24 - [\text{O\%}] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots \quad (2)$$

$$[\text{S\%}] \leq 0.0075 / [\text{Mn\%}] \quad \dots \quad (3)$$

【0034】

打抜き穴の断面に微細均一なボイドを生成させることで穴抜け加工時の応力の集中を緩和させ、穴抜け性を向上させるためには、(Nb、Ti)Nの均一微細化が重要であり、このサイズが小さい時、微細ボイドの起点とならないため効果を発揮せず、大きすぎると粗大クラックの起点となり、一方でこの析出物密度は個数が少ないと、打抜き時に発生する微細ボイドが不足し、粗大なクラックの発生を抑制する効果が得られないと考えられる。本発明者らは鋭意検討した結果、この手法としてMgOとMgSとの複合析出が利用できることを見出し、原因は定かではないが、酸化物に加えて硫化物の複合利用においては、効果を発揮する複合析出物のサイズ、析出物密度として、MgOとMgSと(Nb、T

i) Nの複合析出物で、0.05 μm以上、3.0 μm以下の析出物が1平方mmあたり 5.0×10^2 個以上、 1.0×10^7 個以下含む必要があることを見出した。このとき、複合酸化物にAl₂O₃、SiO₂が含まれていても本効果は損なわれるものではなく、少量であればMnSが含まれていても効果は損なわれない。

【0035】

Si、Alは延性を確保するための組織制御上、非常に重要な元素である。ただし、Siは熱延工程でSiスケールと呼ばれる表面の凹凸が発生する場合があり、これにより、製品外観が損なわれる他、プレス後に施される化成処理や塗装において、化成処理膜の生成が悪い場合や塗装の密着性が悪い場合が発生する。このため、一部の化成処理性の厳しい用途には多量のSiは添加できないケースが生じる。このとき、延性と化成処理性の両立を狙うためにはAlによるSi代替が可能であるが、Si、Al共に添加量が多量になるとフェライト相分率が増大し、狙いの強度が得られなくなる。そこで、十分な強度を確保し、延性を確保するためには、Si、Alの関係が(4)式を満たす必要がある。ただし、特に伸びが課題となるとき0.9以上とすることが望ましい。

$$[Si\%] + 2.2 \times [Al\%] \geq 0.35 \quad \dots (4)$$

【0036】

本発明は打ち抜き時の断面性状の改善技術であるため、金属組織として、フェライト相、ペイナイト相、マルテンサイト相のいずれの相を含んでいても効果を發揮する。しかしながら、980 MPa超の強度を確保するためには、強化機構として組織強化を使う必要があり、加工性のうち特に穴抜け性を高めるためにはペイナイト相を主体とする必要がある。このとき、第2相をフェライト相とすると延性が向上するため、第2相としてフェライト相を含むことが望ましい。また、本発明鋼では組織中にオーステナイト相が残存しても本発明の効果を妨げるものではないが、粗大なセメンタイト、パーライト相はMg系析出物による端面性状の改善効果が薄れるため望ましくない。

【0037】

強度が980 N/mm²超の鋼はハイテン化に伴う延性、穴抜け性の劣化が見られる。本発明者らは上記課題を解決するために鋭意研究した結果、Mg系析出物による打ち抜き端面性状の改善による穴抜け性改善効果と、強度を確保しつつ延性を確保する手段として、ペイナイト相主体の鋼組織において、C、Mn、Tiの成分の範囲を規定することが有効であることを見出した。即ち、TiC析出強化の最大限の利用とMn、Cによる組織強化の材質に与える影響を明確化することで下記に示す3つの関係式を導き出した。以下に説明する。

【0038】

Tiに比べCの添加量が少ないと固溶Tiの増加により、伸びを劣化させるため0.9 ≤ 48/12 × C/Tiとする。一方で、CがTiに比べて高すぎると、熱延加熱中にTiCが析出し強度上昇の効果が得られなくなることに加え、第2相中のC量の増加による穴抜け性の劣化を伴う、これはMg系析出物による端面性状改善効果の低減にもつながるため、48/12 × C/Ti < 1.7を上限とする。特に穴抜け性を重視する場合、1.0 ≤ 48/12 × C/Ti < 1.3であることが望ましい。

【0039】

Mnの添加量の増大に伴い、フェライト生成が抑制されるため、第2相分率が増大し、強度の確保は容易になるが伸びの低下を招く。一方で、Cは第2相を硬くすることで、穴抜け性の劣化は伴うものの伸びを改善する。そこで、980 N/mm²超に要求される伸びを確保するためには、式(6)を満たす必要がある。

$$50227 \times C - 4479 \times Mn > -9860 \quad \dots (6)$$

【0040】

加工性を確保するためには、上記の2つの式を満たす必要がある。780 N/mm²レベルの鋼板であれば、強度を確保しつつ、上記の2式を満たすことは比較的容易であるが、980 N/mm²超の強度を確保するためには、穴抜け性を劣化させるCや、伸びを劣化させるMnの添加はやむをえない。980 N/mm²超の強度を確保するためには、上

記の2つの式を満たしつつ式(7)を満たす範囲に成分を調整する必要がある。

$$811 \times C + 135 \times Mn + 602 \times Ti + 794 \times Nb > 465 \quad \dots \quad (7)$$

【0041】

本発明で規定した複合析出物の分散状態は例えば以下の方法により定量的に測定される。母材鋼板の任意の場所から抽出レプリカ試料を作成し、これを透過電子顕微鏡(TEM)を用いて倍率は5000~20000倍で少なくとも $5000 \mu\text{m}^2$ 以上の面積にわたって観察し、対象となる複合介在物の個数を測定し、単位面積当たりの個数に換算する。この時、酸化物と(Nb, Ti)Nの同定にはTEMに付属のエネルギー分散型X線分光法(EDS)による組成分析とTEMによる電子線回折像の結晶構造解析によって行われる。このような同定を測定する全ての複合介在物に対して行うことが煩雑な場合、簡易的に次に手順による。まず、対象となるサイズの個数を形状、サイズ別に上記の要領にて測定し、これらのうち、形状、サイズの異なる全てに対し、各々10個以上に対し上記の要領にて同定を行い、酸化物と(Nb, Ti)Nの割合を算出する。そして、はじめに測定された介在物の個数にこの割合を掛け合わせる。鋼中の炭化物が以上のTEM観察を邪魔する場合、熱処理によって炭化物を凝集粗大化、または溶解させ対象とする複合介在物の観察を容易にすることができる。

【0042】

次に本鋼板を得るために一般的な製造方法について説明する。

仕上圧延終了温度はフェライトの生成を妨げ、穴抜け性を良好にするためAr₃変態点以上とする必要がある。しかしあまり高温にすると組織の粗大化による強度低減、延性の低下を招くため950°C以下とすることが望ましい。冷却速度は穴抜け性に有害な炭化物形成を抑制するため、高い穴抜け比は20°C/s以上の冷却速度により得られる。また、捲取温度は穴抜け性に有害な、パーライト、セメンタイトの生成を抑制するため600°C以下とした。

【0043】

また、連続冷却中に空冷を行うことによりフェライト相の占有率を増加させ、延性を向上させることが可能である。しかし、空冷中にパーライトが生成されると逆に延性が低下するため、空冷温度、空冷時間としては空冷開始温度が650°C以上、750°C以下としている。

【実施例】

【0044】

次に本発明を実施例に基づいて説明する。

表1に示す成分の鋼を溶製し、常法に従い連続铸造でスラブとした。符号A~Zが本発明に従った成分の鋼で符号aの鋼はC添加量、bの鋼はMn添加量、cの鋼はO添加量、eの鋼はS添加量、fの鋼はMg添加量が本発明の範囲外である。また、aの鋼は式(5)、bの鋼は式(3)と式(6)、cの鋼は式(1)と式(2)、dの鋼は式(4)、eの鋼は式(2)と式(3)、fの鋼は式(1)、gの鋼は式(7)が本発明の範囲外である。また、fの鋼は析出物個数が本発明の範囲外である。これらの鋼を加熱炉中で1200°C以上の温度で加熱し、熱間圧延にて板厚2.6~3.2mmの熱延鋼板を得た。熱延条件については表2に示す。

表2のうち、A4、J2は冷却速度、B3、F3は空冷開始温度、E3、G3、Q4は巻取り温度がそれぞれ本発明の範囲外である。

【0045】

このようにして得られた熱延鋼板についてJIS5号片による引張試験、および穴抜け試験を行った。穴抜け性(λ)は径10mmの打抜き穴を60°円錐ポンチにて押し抜け、クラックが板厚を貫通した時点での穴径(d)と初期穴径(d₀:10mm)から $\lambda = (d - d_0) / d_0 \times 100$ で評価した。

【0046】

各試験片のTS、E1、 λ を表2に示す。図1に強度と伸びの関係を図2に強度と穴抜け率の関係を示す。本発明鋼は比較鋼1と比べて伸びが、比較鋼2と比べると穴抜け率が

高くなつており、比較鋼3と比べるといづれの特性においても優れていることがわかる。
一方で、g 1の鋼は目的の強度を得ることができなかつた。

このように、本発明により 980 N/mm^2 の所定の強度を確保しつつ、穴抜け率、延性ともに優れた高強度熱延鋼板が得られる。

【0047】

【表 1】

鋼 C	Si	Mn	P	S	N	Mg	Al	Nb	Ti	Ca	O	式1			式2			式3			式4			式5			式6			式7			析出物個数 個/mm ²	Ar ₃ °C	備考																		
												右辺	左辺	右辺	左辺	中辺	左辺	右辺	左辺	右辺	左辺	右辺	左辺	右辺	左辺	右辺	左辺	右辺	左辺	右辺																							
A 0.062 1.23 2.4 0.004 0.0010 0.005 0.0023 0.035 0.044 0.179 - 0.0014 0.0017 0.0047 0.0031 1.31 1.39 -7815 522 2.1E+03 743 稀明鋼	B 0.060 1.30 2.5 0.007 0.0020 0.003 0.0040 0.040 0.035 0.170 - 0.0015 0.0018 0.0068 0.0030 1.39 1.41 -8184 516 4.3E+03 743 稀明鋼	C 0.055 1.40 2.8 0.006 0.0025 0.003 0.0030 0.050 0.014 0.150 - 0.0012 0.0014 0.0059 0.0027 1.51 1.47 -9779 524 3.7E+03 729 稀明鋼	D 0.050 1.00 2.2 0.008 0.0010 0.004 0.0040 0.030 0.035 0.170 - 0.0015 0.0018 0.0068 0.0034 1.07 1.18 -7342 468 3.8E+03 759 稀明鋼	E 0.060 0.03 2.2 0.006 0.0028 0.004 0.0030 0.180 0.044 0.180 - 0.0010 0.0012 0.0062 0.0034 0.43 1.33 -6840 489 3.9E+03 728 稀明鋼	F 0.065 0.50 2.2 0.008 0.0028 0.004 0.0030 0.200 0.044 0.180 - 0.0010 0.0012 0.0062 0.0034 0.94 1.44 -6589 493 3.9E+03 738 稀明鋼	G 0.050 1.30 2.4 0.008 0.0025 0.004 0.0044 0.036 0.040 0.150 - 0.0011 0.0013 0.0079 0.0031 1.38 1.33 -8238 487 5.1E+03 755 稀明鋼	H 0.030 1.30 2.5 0.006 0.0020 0.003 0.0040 0.033 0.050 0.130 - 0.0015 0.0018 0.0068 0.0030 1.37 0.92 -9691 480 4.3E+03 768 稀明鋼	I 0.080 0.50 2.0 0.010 0.0035 0.004 0.0017 0.032 0.055 0.190 - 0.0008 0.0010 0.0048 0.0038 0.57 1.68 -4940 493 3.1E+03 744 稀明鋼	J 0.080 0.50 3.0 0.003 0.0018 0.002 0.0035 0.180 0.035 0.195 0.003 0.0015 0.0018 0.0061 0.0025 3.36 1.84 -9419 615 3.7E+03 679 稀明鋼	K 0.050 1.40 2.7 0.020 0.0025 0.003 0.0035 0.034 0.030 0.130 - 0.0015 0.0018 0.0061 0.0028 1.47 1.54 -9582 507 4.0E+03 741 稀明鋼	L 0.050 0.60 2.0 0.012 0.0035 0.003 0.0080 0.030 0.090 0.190 0.002 0.0007 0.0008 0.0134 0.0038 0.67 1.05 -6447 496 9.4E+03 762 稀明鋼	M 0.060 1.20 2.2 0.015 0.0030 0.002 0.0050 0.005 0.030 0.190 - 0.0040 0.0048 0.0041 0.0034 1.21 1.26 -6840 484 4.5E+03 761 稀明鋼	N 0.050 1.30 2.5 0.012 0.0020 0.003 0.010 0.800 0.035 0.130 - 0.0007 0.0008 0.0041 0.0030 3.06 1.54 -8686 484 1.7E+03 749 稀明鋼	O 0.040 1.20 2.5 0.011 0.0025 0.002 0.0025 0.030 0.000 0.170 0.002 0.0012 0.0014 0.0053 0.0030 1.27 0.94 -9188 472 3.2E+03 751 稀明鋼	P 0.050 1.10 2.6 0.006 0.0025 0.004 0.0030 0.030 0.037 0.124 0.002 0.0014 0.0017 0.0056 0.0029 1.17 1.61 -9134 496 3.6E+03 736 稀明鋼	Q 0.050 1.10 2.6 0.009 0.0020 0.005 0.0020 0.005 0.030 0.140 - 0.0010 0.0012 0.0062 0.0029 1.18 1.43 -9134 500 3.5E+03 737 稀明鋼	R 0.055 0.10 2.6 0.006 0.0025 0.002 0.0025 0.030 0.450 0.140 0.002 0.0015 0.0018 0.0053 0.0029 1.09 1.57 -8883 504 3.4E+03 707 稀明鋼	S 0.055 0.50 2.6 0.009 0.0020 0.002 0.0022 0.020 0.035 0.140 - 0.0015 0.0018 0.0044 0.0029 0.94 1.57 -8883 508 2.5E+03 718 稀明鋼	T 0.070 0.90 2.2 0.008 0.0030 0.002 0.0040 0.035 0.040 0.170 0.002 0.0025 0.0030 0.0052 0.0034 0.98 1.85 -6338 488 4.3E+03 747 稀明鋼	U 0.070 0.95 2.2 0.008 0.0030 0.002 0.0035 0.035 0.070 0.170 0.002 0.0025 0.0030 0.0045 0.0034 1.03 1.65 -6338 512 3.8E+03 748 稀明鋼	V 0.070 1.30 2.2 0.070 0.0025 0.002 0.0030 0.040 0.035 0.155 0.002 0.0015 0.0018 0.0054 0.0034 1.39 1.81 -6338 475 3.5E+03 771 稀明鋼	W 0.050 1.30 2.4 0.007 0.0025 0.003 0.0040 0.034 0.040 0.155 - 0.0015 0.0018 0.0068 0.0031 1.37 1.29 -8238 490 4.5E+03 754 稀明鋼	X 0.060 1.20 2.3 0.017 0.0030 0.003 0.0020 0.080 0.030 0.170 0.002 0.0015 0.0018 0.0041 0.0033 1.38 1.41 -7288 485 2.8E+03 755 稀明鋼	Y 0.060 0.90 2.3 0.017 0.0030 0.002 0.0032 0.000 0.030 0.150 - 0.0015 0.0018 0.0057 0.0033 0.80 1.60 -7288 473 4.0E+03 747 稀明鋼	Z 0.060 0.90 2.3 0.016 0.0030 0.002 0.0035 0.033 0.025 0.170 - 0.0015 0.0018 0.0061 0.0033 0.97 1.41 -7288 481 4.3E+03 747 稀明鋼	* 但し、 Ar ₃ =896-509(C%) + 28.9(Si%) - 63.5(Mn%) + 229(P%)		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼		比較鋼	
a 0.210 1.30 2.2 0.120 0.0030 0.002 0.0031 0.005 0.030 0.080 0.002 0.0015 0.0018 0.0056 0.0034 1.31 1.39 -7815 522 3.9E+03 712 比較鋼	b 0.050 1.00 3.6 0.020 0.0025 0.002 0.0040 0.030 0.030 0.170 - 0.0015 0.0018 0.0068 0.0021 1.07 1.18 -13613 653 4.5E+03 673 比較鋼	c 0.080 1.00 2.2 0.020 0.0030 0.002 0.0030 0.035 0.035 0.170 0.002 0.0090 0.0072 -0.0018 0.0034 1.08 1.41 -6840 476 1.5E+03 757 比較鋼	d 0.050 0.20 2.5 0.010 0.0028 0.002 0.0029 0.030 0.030 0.150 0.002 0.0015 0.0018 0.0053 0.0030 0.27 1.33 -8686 492 3.8E+03 719 比較鋼	e 0.055 1.10 2.5 0.010 0.0100 0.002 0.0040 0.030 0.020 0.150 0.002 0.0015 0.0018 0.0068 0.0030 1.17 1.47 -8435 488 8.3E+03 741 比較鋼	f 0.070 0.90 2.2 0.010 0.0020 0.002 0.0030 0.025 0.025 0.170 0.002 0.0015 0.0018 0.0034 0.0034 0.97 1.65 -6338 476 3.0E+02 747 比較鋼	g 0.070 0.90 1.4 0.010 0.0020 0.002 0.0040 0.030 0.030 0.170 0.002 0.0007 0.0008 0.0054 0.0054 0.97 1.85 -2755 372 4.7E+03 798 比較鋼																																															

【0048】

【表2】

鋼	仕上温度	冷却速度	空冷開始温度	空冷時間	捲取温度	引張強さ N/mm ²	伸び %	穴抜け %	備考
	°C	°C/s	°C	s	°C				
A1	920	70	680	4	490	1050	14	64	発明鋼
A2	910	70	720	2	580	1095	15	52	発明鋼
A3	920	40	—	—	500	1067	14	69	発明鋼
A4	930	10	—	—	480	1057	9	41	比較鋼
B1	920	70	670	5	490	1044	14	64	発明鋼
B2	900	70	720	2	300	1019	14	65	発明鋼
B3	910	70	780	3	500	1061	10	63	比較鋼
B4	890	40	—	—	500	1073	14	65	発明鋼
C1	910	70	670	3	500	1053	12	62	発明鋼
C2	920	40	—	—	480	1055	12	67	発明鋼
D1	890	70	670	4	490	993	16	74	発明鋼
D2	930	70	680	3	550	1023	16	69	発明鋼
E1	930	70	670	3	500	1004	16	68	発明鋼
E2	920	40	—	—	480	1006	16	71	発明鋼
E3	920	70	720	3	620	1076	15	40	比較鋼
F1	910	70	680	3	500	1013	16	64	発明鋼
F2	910	40	—	—	500	1025	16	64	発明鋼
F3	890	70	630	4	500	1025	10	43	比較鋼
G1	920	70	680	3	500	1015	14	67	発明鋼
G2	920	70	—	—	480	1017	14	72	発明鋼
G3	930	40	—	—	620	1087	14	39	比較鋼
H1	910	70	690	3	480	1008	13	87	発明鋼
H2	900	40	—	—	480	1020	13	91	発明鋼
I1	920	70	680	3	520	1013	18	58	発明鋼
I2	910	40	—	—	500	1015	18	61	発明鋼
J1	880	70	670	4	500	1135	12	55	発明鋼
J2	870	10	—	—	500	1147	7	39	比較鋼
K1	910	70	670	4	450	1036	13	61	発明鋼
K2	890	70	680	4	550	1098	13	52	発明鋼
L1	890	70	670	3	500	1017	16	79	発明鋼
L2	910	40	—	—	550	1054	17	73	発明鋼
M1	890	70	670	3	480	1011	16	70	発明鋼
M2	890	50	680	3	500	1021	16	69	発明鋼
N1	880	70	680	3	500	1012	14	61	発明鋼
N2	890	30	—	—	500	1024	14	64	発明鋼
O1	920	70	670	5	500	999	14	87	発明鋼
O2	910	70	690	3	480	991	14	87	発明鋼
P1	890	70	680	3	480	1022	13	59	発明鋼
P2	900	70	700	4	500	1032	13	59	発明鋼
Q1	900	70	670	4	500	1026	13	64	発明鋼
Q2	890	150	660	5	480	1016	14	64	発明鋼
Q3	910	40	—	—	480	1028	13	69	発明鋼
Q4	920	40	—	—	200	993	14	40	比較鋼
R1	920	70	680	3	500	1020	14	60	発明鋼
R2	920	40	—	—	500	1032	14	66	発明鋼
S1	930	100	660	5	500	1028	14	60	発明鋼
S2	910	70	720	2	480	1018	14	60	発明鋼
T1	900	70	680	3	480	1012	16	59	発明鋼
T2	910	40	—	—	500	1034	16	60	発明鋼
U1	890	70	680	4	480	1036	16	58	発明鋼
U2	890	40	—	—	480	1048	16	60	発明鋼
V1	890	70	660	3	520	1003	16	56	発明鋼
V2	900	70	660	4	400	993	17	56	発明鋼
V3	890	40	—	—	550	1030	17	61	発明鋼
W1	920	70	700	3	500	1018	14	69	発明鋼
W2	930	70	660	3	580	1058	15	62	発明鋼
W3	910	40	—	—	480	1020	14	74	発明鋼
X1	900	70	690	3	500	1012	15	65	発明鋼
X2	930	70	—	—	480	1002	16	68	発明鋼
Y1	890	70	680	4	480	997	16	61	発明鋼
Y2	910	70	690	3	400	992	16	61	発明鋼
Z1	910	70	670	3	500	1005	15	65	発明鋼
Z2	910	70	680	3	400	995	16	66	発明鋼
a1	850	70	680	3	480	1067	7	10	比較鋼
b1	900	70	680	4	480	1178	5	51	比較鋼
c1	920	70	680	3	500	1001	16	45	比較鋼
d1	900	70	670	4	480	1009	6	68	比較鋼
e1	900	70	680	3	480	1014	14	43	比較鋼
f1	910	70	680	4	520	1000	17	39	比較鋼
g1	910	70	680	3	500	896	19	44	比較鋼

【図面の簡単な説明】

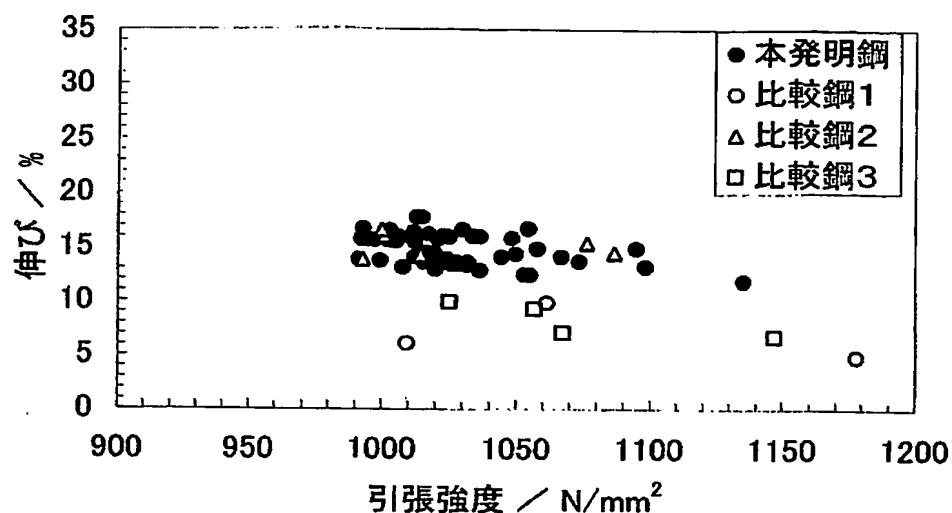
【0049】

【図1】引張強度に対する伸びに及ぼす本発明鋼の効果を示すグラフである。

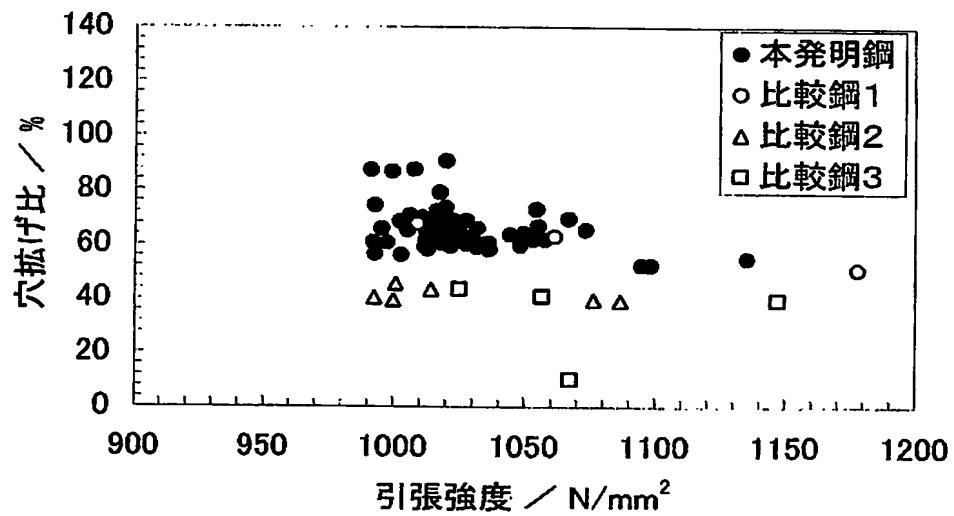
【図2】引張強度に対する穴拡げ比に及ぼす本発明鋼の効果を示すグラフである。

【書類名】図面

【図1】



【図2】



【書類名】要約書

【要約】

【課題】引張強度 980N/mm^2 以上の穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板を提供する。

【解決手段】質量%にて、C:0.01~0.20%、Si:1.5%以下、Al:1.5%以下、Mn:0.5~3.5%、P:0.2%以下、S:0.0005~0.009%、N:0.009%以下、Mg:0.0006~0.01%、O:0.005%以下、およびTi:0.01~0.20%、Nb:0.01~0.10%の1種または2種含有し、残部が鉄および不可避的不純物で、下記の3式の全てを満たす鋼組織がベイナイト相を主体とする穴抜け性と延性に優れた高強度薄鋼板。

$$[\text{Mg}\%] \geq ([\text{O}\%] / 16 \times 0.8) \times 24 \quad \dots \quad (1)$$

$$[\text{S}\%] \leq ([\text{Mg}\%] / 24 - [\text{O}\%] / 16 \times 0.8 + 0.00012) \times 32 \quad \dots \quad (2)$$

$$[\text{S}\%] \leq 0.0075 / [\text{Mn}\%] \quad \dots \quad (3)$$

【選択図】 図1

特願 2003-357280

出願人履歴情報

識別番号 [00006655]

1. 変更年月日 1990年 8月10日

[変更理由] 新規登録

住 所 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
氏 名 新日本製鐵株式会社